

# HY 80 型 HT 70 鋼における多層すみ肉溶接 割れの発生傾向

小林 卓也\*・田村 博\*\*

## Cracking Behavior of Multipass Fillet Weld in HY 80 Type HT 70 Steels

By

Takuya Kobayashi and Hiroshi Tamura

Cruciform-shaped and tee-shaped weld cracking tests were performed to make clear the effects of different conditions on the cracking behavior of multipass fillet weld in eight of HY 80 type HT 70 steels developed in Japan.

In the cruciform-shaped weld cracking test under severe welding conditions, a few test steels developed various welding cracks including a crack in the heat-affected zone originating from the weld root, which had seemingly been caused by hydrogen. These cracks could be prevented by application of a high preheat and interpass temperature and adoption of a fully re-dried coated electrode. In steel U38 having a particularly high carbon equivalent and great plate thickness among the test steels, even under this crack-preventive condition the heat-affected zone developed a crack originating from the weld root, which was considered a hot crack due to liquation of constituents on the grain boundary.

In the tee-shaped weld cracking test on two test steels which was carried out under as severe welding condition as the cruciform-shaped weld cracking test, development of welding cracks with great similarity in microscopic nature was observed. It was revealed that these cracks would not occur in single-pass welding, except under severe restraint; it did occur in two or more pass welding; and the time of crack occurrence differed depending on the welding conditions.

### 1. まえがき

HY 80 鋼は第二次大戦中米国で、艦艇用材料として開発された鋼材で、降伏点が 80,000 psi (56 kg/mm<sup>2</sup>) 以上で、低温における切欠じん性が優れた低炭素系 Ni-Cr-Mo 調質鋼である。戦後本鋼を強度的に発展させた HY 90~150 鋼などが開発され、最近では軍需用のほか低温容器、深海潜水船、宇宙飛翔体などの構造用材料として利用されている。一方、わが国においても昭和 37 年頃から HY 80 型 HT 70 鋼の開発研究が開始され、日本溶接協会が中心となって実施した数次にわたる共同研究の成果にもとづいて、降伏点 63 kg/mm<sup>2</sup>

以上の優秀な HY 80 型 HT 70 鋼が最近実用化されるに至った。

わが国において上記の共同研究が開始された当時、米国 Battelle 研究所の増淵博士らが HY 80 鋼溶接熱影響部にりん、いおうが要因と考えられるミクロ的な高温割れが発生することを明らかにした。<sup>1)</sup> 筆者らはこれと同種の割れが、国産 HY 80 型 HT 70 鋼の溶接部にも生ずる可能性があると考え、当時試作された HY 80 型 HT 70 鋼の溶接割れ発生傾向を調べるための研究に着手した。

本研究では、化学成分や製造法の異なる 8 種類の国産 HY 80 型 HT 70 鋼の多層すみ肉溶接部の割れ発生

\* 溶接工作部 Welding and Fabrication Division

\*\* 東京工業大学 Tokyo Institute of Technology

原稿受付 昭和 46 年 2 月 10 日

傾向を調べるための実験を行なった。実験としては、まず、十字形試験片を溶接条件を変えて多層溶接し、割れ発生傾向を調べた。ついで、小形で簡単なT形試験片を用いて、多層すみ肉溶接における割れ発生に対する予熱バス間温度、被覆アーク溶接棒の前処理、溶接バス数、拘束などの影響を一部の供試鋼について検討した。さらに、以上の十字形あるいはT形試験片に生じたいろいろな溶接割れについて、光学顕微鏡的性状や割れ破面の着色状況の観察、replication electron fractography (電子顕微鏡による破面レプリカの観察)

などを行なった。

## 2. 使用材料

Table 1 に使用鋼材の化学成分と機械的性質を示した。これらの鋼材は、いずれも HY80 型 HT70 試作鋼で、焼入れ焼もどし状態で実験に用いた。

Table 2 に使用被覆アーク溶接棒の溶接金属の化学成分と機械的性質を示した。70A は鋼 A30, B30, C30, D30, E30 および U38 用として、80A は鋼 NA 20用として、また 70B は鋼 NB20用として試作され

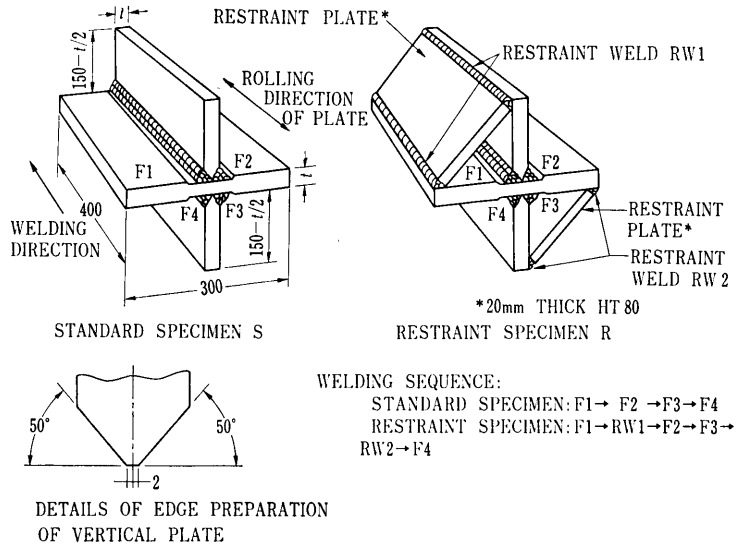


Fig. 1 Cruciform-shaped specimens

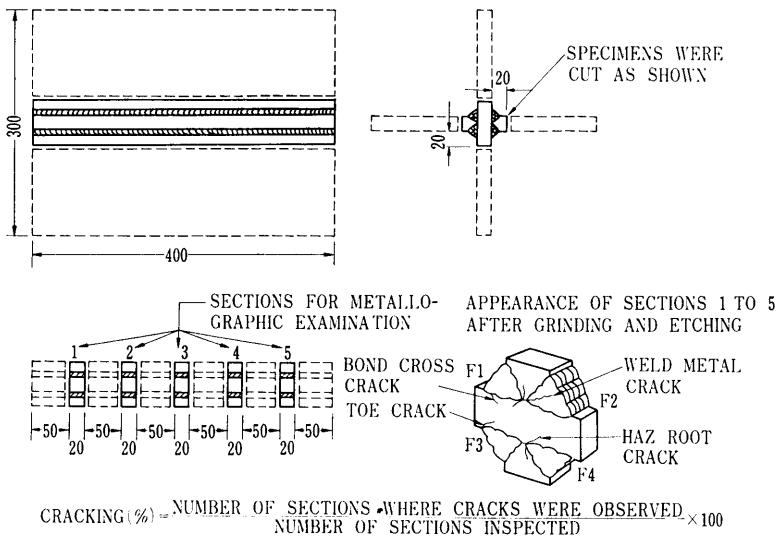


Fig. 2 Details of the sectioning and inspection procedure for cruciform-shaped specimen.

**Table 1** Chemical compositions and mechanical properties of tested quenched and tempered steels

Designation	Thickness (mm)	Check analysis (%)											Ceq* (%)	Y.S. $\sigma_Y$ (kg/mm <sup>2</sup> )	T.S. $\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Elong. 2'' (%)
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sol Al	Other				
A 30	30	0.15	0.28	0.29	0.010	0.012	0.07	2.60	1.27	0.35	0.011		0.62	62.5	72.7	30
B 30	30	0.13	0.32	0.50	0.017	0.010	0.13	2.35	1.10	0.34	0.027		0.59	60.0	70.0	45
C 30	30	0.09	0.22	0.36	0.009	0.011		3.09	1.16	0.34	0.010	V 0.008 Ti 0.002	0.55	62.3	68.5	30
D 30	30	0.10	0.34	0.70	0.008	0.005	0.15	2.43	0.22	0.20	0.010		0.39	68.5	76.0	23
E 30	30	(0.11	0.20	0.24	0.011	0.009		2.51	1.12	0.30	0.018)**		0.52	59.1	67.8	27
U 38	38	0.18	0.23	0.31	0.010	0.008	0.13	2.99	1.47	0.46			0.73	62.8	75.5	28
NA 20	20	0.16	0.28	0.36	0.015	0.007		2.25	1.20	0.42			0.63	77.1	86.2	20
NB 20	20	0.16	0.23	0.60	0.019	0.009		2.65	0.47	0.45			0.48	74.5	79.6	26

\* Ceq (%) = C + 1/24 Si + 1/6 Mn + 1/40 Ni + 1/5 Cr + 1/4 Mo + 1/14 V.

\*\* Ladle analysis.

**Table 2** Chemical compositions and as-welded mechanical properties of all-weld-metals of test electrodes

Designation	ASW classification	Diameter (mm)	Chemical composition (%)								Y.S. $\sigma_Y$ (kg/mm <sup>2</sup> )	T.S. $\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Elong. 2'' (%)	$\nu E_{-70}$ (kg-m)
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr					
70A	E 10016G	4	0.06	0.34	0.97	0.012	0.008	2.55	0.51		63.1	71.4	26	6
70B	E 10016G	4	0.06	0.48	1.11	0.013	0.011	2.91		Mo 0.30 Cu 0.12	64.5	75.0	24	6
80A	E 11016G	4	0.06	0.44	1.35	0.014	0.010	2.80	0.20	Mo 0.48 Cu 0.11	75.8	83.9	24	7

たもので、棒径はいずれも 4 mm である。

### 3. 実験方法

#### 3.1. 十字形割れ試験

米国における HY80 鋼の溶接経験では、割れはとくに開先をとったすみ肉継手に発生している。本研究ではこの点を考慮して Fig. 1 に示す十字形試験片を使用した。この試験片を溶接条件を変えて多層溶接した場合の割れ発生傾向を、Table の 8 鋼種について調べた。

試験片はすべて垂直板と水平板の接触面を機械加工により黒皮を除去して平滑に仕上げ、仮付溶接で組立

た。Fig. 1 の拘束試験片は、すみ肉 F2 および F4 を溶接する場合の拘束を増す目的で使用した。Table 3 に試験溶接条件を示した。

試験溶接は下向姿勢により手動で行なった。4 カ所のすみ肉の溶接順序は、F1→F2→F3→F4 とし、あるすみ肉の多層溶接が完全に終了してから次のすみ肉の溶接を開始するようにした。溶接終了後試験片は48 時間以上室温に放置したのち、Fig. 2 に示す要領で切断し、1 試験片につき 5 横断面を研磨腐食後、光学顕微鏡により検査して（最高 500 倍まで）割れ発生の有無を調べた。割れ率は、各すみ肉について、割れ発生断面数の検査断面数(5 個)に対する百分率で表わした。

Table 3 Summary of welding conditions\* used in preparation of cruciform-shaped Specimens

Specimen no.	Steel	Coated electrode	Specimen**	Pretreatment of coated electrode***	Preheat & inter-pass temp. (°C)	No. of passes in each fillet
A1	A30	70A	S	Dry	100	10
A2	"	"	R	"	"	"
A3	"	"	S	Wet	<50	"
A4	"	"	R	"	"	"
B1	B30	"	S	Dry	100	"
B2	"	"	R	"	"	"
B3	"	"	S	Wet	<50	"
B4	"	"	R	"	"	"
C1	C30	"	S	Dry	100	"
C2	"	"	R	"	"	"
C3	"	"	S	Wet	<50	"
C4	"	"	R	"	"	"
D1	D30	"	S	Dry	100	"
D2	"	"	R	"	"	"
D3	"	"	S	Wet	<50	"
D4	"	"	R	"	"	"
E1	E30	"	S	Dry	100	"
E2	"	"	R	"	"	"
E3	"	"	S	Wet	<50	"
E4	"	"	R	"	"	"
U1	U38	"	S	Dry	100	12
U4	"	"	R	Wet	<50	"
NA2	NA20	80A	R	Dry	100	7
NA4	"	"	R	Wet	<50	"
NB2	BN20	70B	R	Dry	100	"
NB4	"	"	R	Wet	<50	"

\* Welding current—180 A; Welding speed—150 mm/min.; Arc voltage—23 V.

\*\* S—Standard specimen; R—Restraint specimen.

\*\*\* Dry—Re-dried at 400°C for 1 hr.; Wet—Stored in a high humidity atmosphere for 3 days or more.

### 3.2. T形割れ試験

後述するように、十字形試験片における割れ発生状況からみて、類似の割れをT形試験片に再現できる見通しが得られた。そこで Fig. 3 に示すT形試験片を考案し、鋼 NA20 および NB20 について、溶接割れ発生に対する予熱バス間温度、被覆アーク溶接棒前処理、溶接バス数、拘束などの影響を調べた。Fig. 3 において、拘束なし試験片には、K形(double bevel)、レ形(single bevel) および I形(square) の3種類の開先を用いた。K形開先は十字形試験片の開先と全く同一形状で、片側の開先だけを溶接した。これを簡単にしたのがレ形開先で、被覆アーク溶接棒用の自動溶接装置で溶接を行なった関係上、開先角度を60°に増した。また、I形開先は割れ発生に対する開先形状の影響を調べる目的で用いたもので、片側のすみ肉だけを溶接した。一方、拘束試験片は、割れ発生に対する拘束の影響を調べる目的で用いたもので、開先にはレ形開先を用いた。これらT形試験片のうち、拘束なし試験片でK形開先の場合だけは手動で溶接したが、他はすべて被覆アーク溶接棒用の自動溶接装置で溶接した。

Table 4 および Table 5 に、それぞれ鋼 NA20 および鋼 NB20 の試験溶接条件を示した。鋼 NB20 の場合、溶接棒被覆剤の吸湿には恒温恒湿容器を使用し

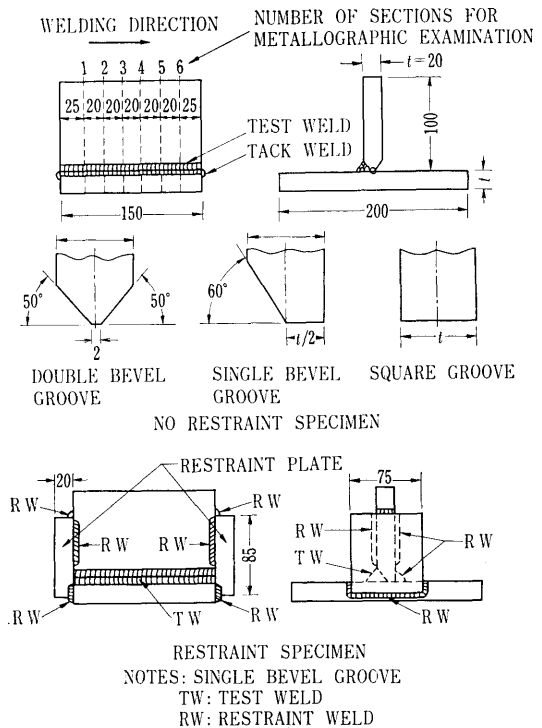


Fig. 3 Tee-shaped specimen

Table 4 Summary of welding conditions\* of tee-shaped specimens for steel NA20

Specimen number	Coated electrodo	Specimen**	Pretreatment of coated electrode***	Preheat and interpass temp. (°C)	Number of passes
1A	80A	DB	Dry	<50	8
2A, 3A	"	"	Wet	"	"
4A	"	"	Dry	"	5
5A, 6A	70B	SB	"	100	"
7A	80A	DB	Wet	<50	"
8A, 9A	70B	SB	"	"	"
10A, 11A	"	S	"	"	"
12A, 13A	"	SB	"	100	"
14A, 15A, 16A,	80A	DB	Dry	<50	3
17A	"	"	Wet	"	"
18A	"	"	Dry	"	2
19A, 20A, 21A, 22A	"	"	Wet	"	"
23A	"	"	Dry	"	1
24A, 25A, 26A, 27A, 28A	"	"	Wet	"	"

\* Welding current—170 A; Welding speed—150 mm/min.; Arc voltage—30 V.

\*\* DB—No-restraint double bevel groove; SB—No-restraint single bevel groove; S.—No-restraint square groove.

\*\*\* Dry—Re-dried at 400°C for 1 hr.; Wet—Stored in a high humidity atmosphere for 3 days or more.

Table 5 Summary of welding conditions\* of tee-shaped specimens for steel NB20

Specimen number	Coated electrode	Specimen**	Pretreatment of coated electrode	Preheat and interpass temp. (°C)	Number of passes
1B, 2B	70A	S B	Dry	<50	6
3B, 4B	"	R	"	100	"
5B, 6B	"	S B	Wet	"	"
7B, 8B	"	"	"	<50	5
9B, 10B	"	R	"	100	"
11B, 12B	"	S B	Dry	<50	4
13B, 14B	"	R	"	"	"
15B, 16B	"	"	Wet	100	"
17B, 18B	"	S B	Dry	<50	2
19B, 20B	"	"	"	100	"
21B, 22B	"	"	Wet	<50	"
23B, 24B	"	"	"	100	"
25B, 26B	"	R	Dry	<50	"
27B, 28B	"	"	"	100	"
29B, 30B	"	"	Wet	<50	"
31B, 32B	"	"	"	100	"
33B, 34B	"	S B	Dry	<50	1
35B, 36B	"	"	"	100	"
37B, 38B	"	"	Wet	<50	"
39B, 40B	"	"	"	100	"
41B, 42B	"	R	Dry	<50	"
43B, 44B	"	"	"	100	"
45B, 46B	"	"	Wet	<50	"
47B, 48B	"	"	"	100	"

\* Welding current—170 A; Welding speed—150 mm/min.; Arc voltage—30 V.

\*\* SB—No-restraint single bevel groove; R—Restraint single bevel groove.

\*\*\* Dry—Re-dried at 400°C for 1 hr.; Wet—Stored 70 hr at 35°C and 93% relative humidity.

た。

試験溶接は手動あるいは自動いずれの場合も下向姿勢で行なった。溶接終了後試験片は、48時間以上室温に放置したのち、Fig. 3に示す通り、1試験片につき6横断面（鋼NA20の場合、鋼材寸法の関係で試験片溶接長が短くなったものについては4あるいは5横断面）を研磨腐食後光学顕微鏡により検査して（最高500倍まで）割れ発生の有無を調べた。

#### 4. 実験結果

##### 5.1. 十字形試験片における割れ発生傾向

十字形試験片により求めた供試鋼8種の割れ率をTable 6に示した。予熱バス間温度が50°C以下で、被覆剤が吸湿している被覆アーク溶接棒（以下吸湿棒と称する）を使用するというきわめて苛酷な溶接条件

の場合、鋼B30、E30、U38、NA20およびNB20の多層すみ肉溶接部に、主として溶接ルートからの熱影響部割れ（以下HAZルート割れと称す）および溶接金属割れが発生した。このほか、鋼B30、E30およびU38では、熱影響部における止端割れが、また鋼U38およびNA20では溶接ボンドから板厚方向に向かって広がる熱影響部割れ（以下bond cross crackと称す）が認められた。以上の割れは多くの場合、肉眼で十分確認できる程度の大きさであった。

鋼B30、E30、NA20およびNB20の場合、予熱バス間温度を100°Cに高め、十分再乾燥した被覆アーク溶接棒（以下乾燥棒と称す）を使用すると上記のいろいろな割れは完全に防止された。然し、鋼U38では、これと同一の溶接条件で溶接しても割れはほとんど減少しなかった。また鋼A30、C30およびD30は

**Table 6** Summary of results of cruciform-shaped weld cracking tests on eight HY 80 type HT 70 steels

Specimen no.	Steel	Pretreatment of coated electrode	Preheat & interpass temp. (°C)	Specimen type	HAZ root cracking (%)					Weld metal cracking (%)				
					F1	F2	F3	F4	Average	F1	F2	F3	F4	Average
A1	A30	Dry	100	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A2	"	"	"	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A3	"	Wet	<50	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
A4	"	"	"	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B1	B30	Dry	100	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B2	"	"	"	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B3	"	Wet	<50	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B4	"	"	"	R	20	0	80 (20)*	20	30 (5)*	0	20	0	0	5
C1	C30	Dry	100	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C2	"	"	"	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C3	"	Wet	<50	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
C4	"	"	"	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
D1	D30	Dry	100	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
D2	"	"	"	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
D3	"	Wet	<50	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
D4	"	"	"	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
E1	E30	Dry	100	S	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
E2	"	"	"	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
E3	"	Wet	<50	S	0	0	20 (20)*	0	5 (5)*	20	40	0	0	15
E4	"	"	"	R	20	0	40 (20)*	0	15 (5)*	0	0	0	0	0
U1	U88	Dry	100	S	0 (33)*	67	33 (33)**	33 (33)**	33(8)* (17)**	0	0	33	0	8
U4	"	Wet	<50	R	100	0 (33)*	67 (33)**	33	50(8)* (8)**	0	0	0	100	25
NA2	NA20	Dry	100	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
NA4	"	Wet	<50	R	100	40 (40)**	80 (20)**	20 (20)**	60 (20)**	0	40	40	20	25
NB2	NB20	Dry	100	R	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
NB4	"	Wet	<50	R	40	0	80	0	30	20	0	20	20	15

\* HAZ toe cracking.

\*\* Bond cross cracking.



Photo 1 Various welding cracks developed in cruciform-shaped specimen of steel B30 (x2)

試験溶接条件の範囲内では全く割れを発生せず、他の供試鋼にくらべて割れ感受性がきわめて小さいことが知られた。

Photo 1 に発生した割れの代表例のマクロ写真を示した。

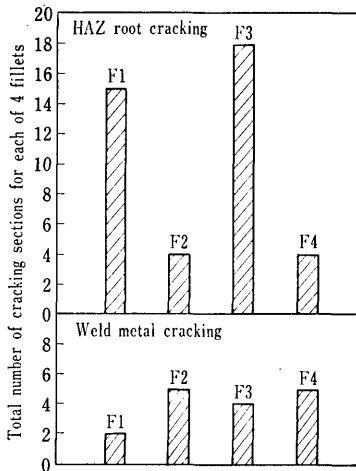


Fig. 4 Cracking tendency of four fillets in cruciform-shaped specimen

Fig. 4 は、Table 6 の結果から各すみ肉における HAZ ルート割れおよび溶接金属割れの割れ発生数をまとめて示したものである。F1 および F3 は、F2 および F4 にくらべて HAZ ルート割れの割れ発生数が大きいことがわかる。一方、溶接金属割れの場合は、各すみ肉の割れ発生数の間に明らかな差はみられなかった。なお Rathbone ら<sup>2)</sup> も HY 140 鋼の cruciform test において HAZ ルート割れが、すみ肉 F1 および F3 のみに発生したことを報告している。

以上の結果から、十字形試験片の場合、垂直板の主

として角変位がほとんど拘束されていない状態（仮付溶接程度）で溶接される多層すみ肉溶接部には、HAZ ルート割れが発生しやすいと考えられる。そこで簡単な T 形試験片でも類似の割れが再現できると考え、Fig. 3 の拘束なし K 形開先試験片を考案し、鋼 NA20 と溶接棒 80A の組合せについて割れ試験を行なった。その結果、十字形試験片の場合と同じ苛酷な溶接条件で、類似の HAZ ルート割れや、溶接金属割れを再現できることがわかった。

4.2. T形試験片における割れ発生傾向

Table 7 に T 形試験片に発生したいろいろな溶接割れと、それらの表示記号を示した。以下に説明する実験結果を示した各 Table における割れの表示はすべてこの記号によった。

Table 8 に、鋼 NA20 の拘束なし K 形開先試験片を溶接棒 80A を用いて、予熱パス間温度 50°C 以下で溶接した場合の結果を示した。吸湿棒を用いた場合には、割れは 1 パス溶接後では発生せず、2 パス以上の多層溶接後に発見された。一方、乾燥棒を用いた場合には、割れは少なくとも 3 パス溶接後までは発生しなかった。なお、bond cross crack や、溶接金属割れは、吸湿棒を用いた場合に多く観察された。

Table 9 は、同じく鋼 NA20 の拘束なし K 形開先試

Table 7 Symbols for various cracks in tee-shaped specimens.

Crack	Illustration	Symbol
No cracking		○
HAZ root crack in horizontal plate		◐
HAZ root crack in vertical plate		◑
HAZ root cracks in horizontal and vertical plates		●
Bond cross crack, type I		⊙
Bond cross crack, type II		⊕
HAZ microcracks in horizontal or vertical plate		⊗
HAZ toe crack in horizontal or vertical plate		⊖
Weld metal crack		▲



**Table 8** Effect of number of passes on multipass fillet weld cracking in steel NA20

No. of passes	Pretreatment of coated electrode													
	Wet*						Dry**							
	Specimen no.	No. of section for examination					Specimen no.	No. of section for examination						
	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5			
8	2A	○	●	●	●	●	1A	●	○	○	●	●		
	3A	●	●	●	●	⊕		●	●					
5	7A	●	⊕	●	●	●	4A	●	●	●	●	—		
3	17A	●	⊕	●	⊕	●	14A	○	○	○	○	—		
	15A	○	○	○	○	○	15A	○	○	○	○	—		
	16A	○	○	○	○	○	16A	○	○	○	○	—		
2	19A	○	○	●	○	▲	18A	○	○	○	○	○		
	20A	▲	⊕	○	○	○							⊕	●
	21A	○	●	⊕	○	○							○	
	22A	⊕	○	⊕	○									
1	24A	○	○	○	○	○	23A	○	○	○	○	○		
	25A	○	○	○	○	○							○	
	26A	○	○	○	○	○							○	
	27A	○	○	○	○	○							○	
	28A	○	○	○	○	○							○	

Notes: 1. Specimen: no-restraint double bevel groove

2. Coated electrode: 80 A.

3. Preheat and interpass temp.: below 50°C.

\* Stored in high humidity atmosphere for 3 days or more.

\*\* Re-dried at 400°C for 1 hr.

験片を溶接棒 80A を用いて5パス溶接後の結果である。HAZ ルート割れをはじめとするいろいろな割れは、吸湿棒を用いた場合、あるいは予熱パス間温度が50°C 以下の場合に発生し、乾燥棒を用いると同時に、予熱パス間温度を100°C に高めると完全に発生しなくなる事が明らかである。

Table 10 は、鋼 NA20 の開先形状が異なる2種の拘束なし試験片を吸湿棒(70B)により5パス溶接後

**Table 9** Effects of pretreatment of coated electrode and preheat interpass temperature on multipass fillet weld cracking in steel NA20

Pretreatment of coated electrode	Preheat & interpass temp. (°C)	Specimen no.	No. of section for examination						
			1	2	3	4	5	6	
Stored in a high humidity atmosphere for 3 days or more.	<50	8A	●	▲	⊕	●	●	⊕	—
		9A	○	●	●	⊕	●	▲	—
	100	12A	○	○	○	○	○	○	○
		13A	○	○	○	○	○	○	○
Baked at 400°C for 1 hr.	<50	4A	●	●	●	●	—	—	
		5A	○	○	○	○	○	○	
	100	6A	○	○	○	○	○	○	

Notes: 1. Specimen: no-restraint single bevel groove.

2. Coated electrode: 70B.

3. Number of passes: 5.

の結果である。レ形開先では、HAZ ルート割れを中心としたいろいろな熱影響部割れが多く発生したが、I形開先では、発生した割れの大部分が溶接金属割れであった。

Table 11a およびbは、それぞれ鋼 NB20 の拘束なしおよび拘束試験片を、溶接棒 70A で溶接した場合の結果である。まず、Table 11a の拘束なし試験片の結果では、予熱パス間温度が50°C 以下の場合、吸

**Table 10** Effect of groove geometries on multipass fillet weld cracking in steel NA20.

Groove	Specimen no.	No. of section for examination								
		1	2	3	4	5				
Single bevel	8A	●	▲	⊕	▲	●	●	⊕	●	⊕
	9A	○	●	●	⊕	●	▲	●	⊕	
Square	10A	●	▲	▲	▲	●	▲	▲		
	11A	▲	▲	▲	▲	▲	▲	▲		

Notes: 1. Specimen: no-restraint.

2. Coated electrode: 70B (wet).

3. Preheat and interpass temp.: below 50°C.

4. Number of passes: 5.

**Table 11a** Effects of pretreatment of coated electrode, preheat and interpass temperature and number of passes fillet weld cracking in no-restraint single bevel grooved specimen of steel NB20

Preheat and interpass temp. (°C)	No. of passes	Pretreatment of coated electrode*														
		Specimen no.	Wet**						Specimen no.	Dry***						
			No. of section for examination							No. of section for examination						
			1	2	3	4	5	6		1	2	3	4	5	6	
< 50	6								1B	○	○	○	○	○	○	○
									2B	○	●	●	○	○	○	○
	5	7B	○	○	○	○	○	○								
		8B	○	●	○	○	○	○	▲							
	4								11B	○	○	○	○	○	○	○
									12B	○	○	○	○	○	○	○
	2	21B	○	○	○	○	○	○	17B	○	○	○	○	○	○	○
		22B	○	○	○	○	○	○	18B	○	○	○	○	○	○	○
	1	37B	○	○	○	○	○	○	33B	○	○	○	○	○	○	○
		38B	○	○	○	○	○	○	34B	○	○	○	○	○	○	○
100	6	5B	○	○	○	○	○	○								
		6B	○	○	○	○	○	○								
	2	23B	○	○	○	○	○	○	19B	○	○	○	○	○	○	
		24B	○	○	○	○	○	○	20B	○	○	○	○	○	○	
	1	39B	○	○	○	○	○	○	35B	○	○	○	○	○	○	
		40B	○	○	○	○	○	○	36B	○	○	○	○	○	○	

\* 70 A.

\*\* Stored 70 hr at 35°C and 93% relative humidity.

\*\*\* Re-dried at 400°C for 1 hr.

**Table 11b** Effects of pretreatment of coated electrode, preheat and interpass temperature and number of passes on multipass fillet weld cracking in restraint single bevel grooved specimen of steel NB20

Preheat and interpass temp. (°C)	No. of passes	Pretreatment of coated electrode*													
		Specimen no.	Wet**						Specimen no.	Dry***					
			No. of section for examination							No. of section for examination					
			1	2	3	4	5	6		1	2	3	4	5	6
< 50	4								13B	○	○	○	○	○	○
									14B	○	○	○	○	○	○
	2	29B	○	○	○	○	○	○	25B	○	○	○	○	○	○
		30B	○	○	○	○	○	○	26B	○	○	○	○	○	○
	1	45B	○	○	○	○	○	○	41B	○	○	○	○	○	○
		46B	○	○	○	○	○	○	42B	○	○	○	○	○	○
100	6							3B	○	○	○	○	○	○	
								4B	○	○	○	○	○	○	
	5	9B	○	○	○	○	○	○							
		10B	○	○	○	○	○	○							
	4	15B	○	○	○	○	○	○							
		16B	○	○	○	○	○	○							
	2	31B	○	○	○	○	○	○	27B	○	○	○	○	○	
		32B	○	○	○	○	○	○	28B	○	○	○	○	○	
	1	47B	○	○	○	○	○	○	43B	○	○	○	○	○	
		48B	○	○	○	○	○	○	44B	○	○	○	○	○	

\* 70 A.

\*\* Stored 70 hr at 35°C and 93% relative humidity.

\*\*\* Re-dried at 400°C for 1 hr.

湿棒を使用すると、割れは2パス以上の多層溶接後に発見された。一方、乾燥棒を使用すると、割れは少なくとも2パス溶接後までは発生しなかった。5~6パス溶接後では、吸湿棒を使用するか、あるいは予熱パス間温度が50°C以下であるとかならずHAZルート割れや溶接金属割れが発見された。これらの割れは、乾燥棒を使用し、同時に予熱パス間温度を100°Cに高めると完全に防止できた\*。以上はすべて鋼NA20の結果と傾向が同じである。ただし鋼NB20の拘束なし試験片では、bond cross crackが全くみられない点が鋼NA20の場合と異なっている。

つぎに、Table 11bの拘束試験片の結果では、予熱パス間温度が50°C以下で、吸湿棒を使用すると、1パス溶接後に割れが発見された。また、とくに2パス溶接後に、鋼NA20の拘束なし試験片でみられたような熱影響部におけるマイクロ割れや、bond cross crackのほか、止端割れがみられた。これらはTable 11aの拘束なし試験片の結果と異なるところである。なお、予熱パス間温度が50°C以下で、乾燥棒を用いた4パス溶接後の結果をTable 11aとTable 11bとで比較すると、拘束試験片の方がむしろ拘束なし試験片よりも割れが発生しにくい傾向を示した。また、予熱パス

間温度が100°Cの場合は、拘束試験片と拘束なし試験片による割れ発生傾向の差はみられなかった。

#### 4.3. 割れのミクロ的性状

本研究の十字形およびT形試験片に発生したいろいろな溶接割れのミクロ的性状を光学顕微鏡により観察した。また、とくにHAZルート割れについて、破面の着色状況を調べるとともに、replication electron fractographyを行なった。さらに鋼U38でみられたHAZルート割れについてelectron probe micro-analysis(X線マイクロアナライザによる化学成分のミクロ分析)を行なった。

Photo 2は、十字形試験片にみられたHAZルート割れの代表例である。またPhoto 3に、T形試験片にみられた類似の割れを示した。十字形試験片における割れは、T形試験片にくらべて大きい。これは十字形試験片の方が溶接パス数が多いため、溶接熱歪サイクルの繰返しを多く受けて割れが拡大されたためと考えられる。またいずれの場合も、熱影響部粗粒域において粒界割れの様相を呈しているが、とくにT形試験片の場合に明瞭である。

十字形試験片に生じたHAZルート割れの代表例について、破面の着色状況を調べたところでは、鋼B30

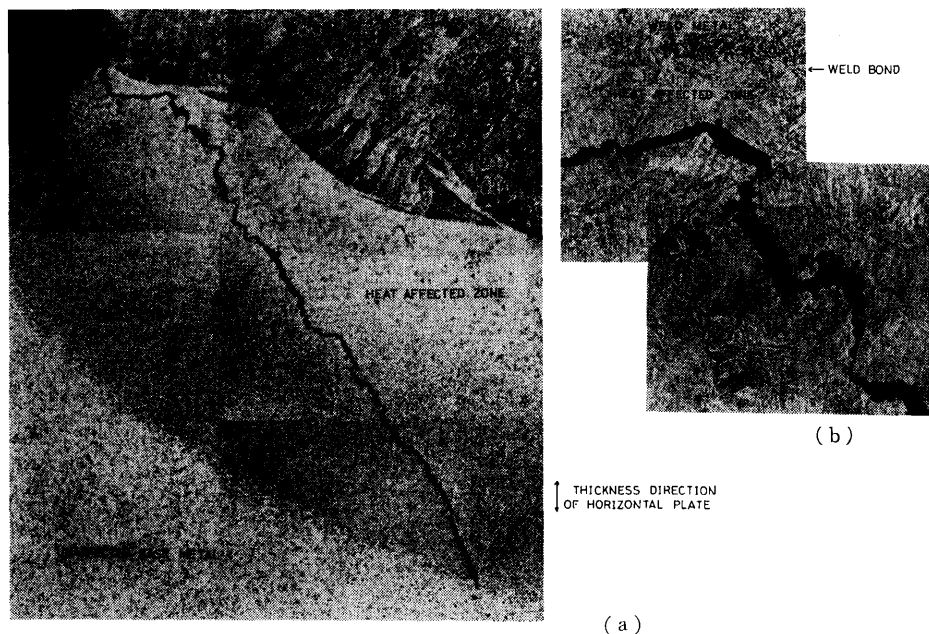
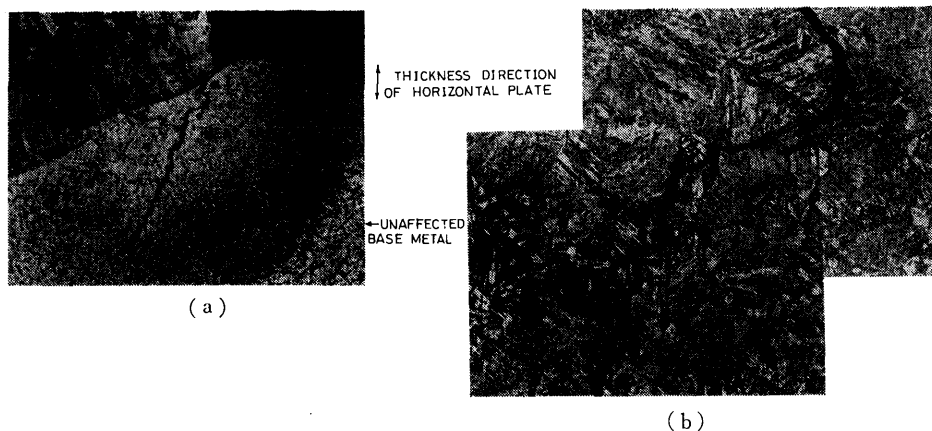


Photo 2 HAZ root crack developed in cruciform-shaped specimen of steel U38

(a)  $\times 38 \times 1/2$

(b)  $\times 300 \times 1/2$

\* Table 11a のこの条件では、3パス溶接以降の結果がないが、Table 6の十字形割れ試験結果から、5~6パス溶接でも割れが完全に防止できるものと推定した。



**Photo 3** HAZ root crack developed in eight pass welded tee-shaped specimen of steel NA20.

(a)  $\times 38 \times 1/2$

(b)  $\times 300 \times 1/2$



(a)



(b)

**Photo 4** Replication electron fractographs of HAZ root cracks developed in cruciform-shaped specimens.

(a) Steel B30 ( $\times 3000 \times 1/2$ )

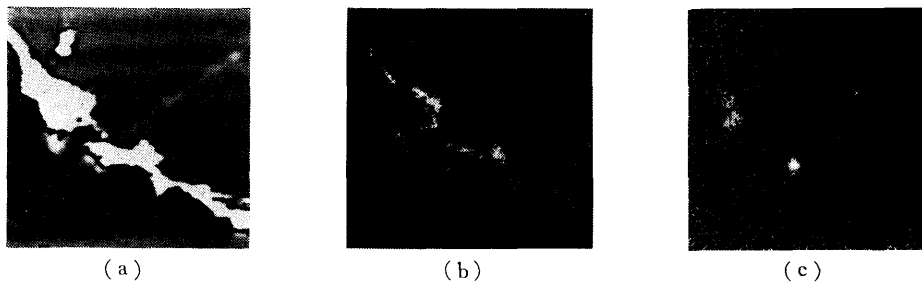
(b) Steel U38 ( $\times 3000 \times 1/2$ )

および NB20 の場合は、いずれも無着色であったのに対して、鋼 U38 の場合は茶色がかった黒色であった。また鋼 NA20 の場合も着色が認められたが、鋼 U38 とはやや異なった紫色がかった黒色であった。なお、鋼 NA20 の T 形試験片 (3パス溶接) に生じた HAZ ルート割れの一例を調べたところでは、破面は無着色であった。

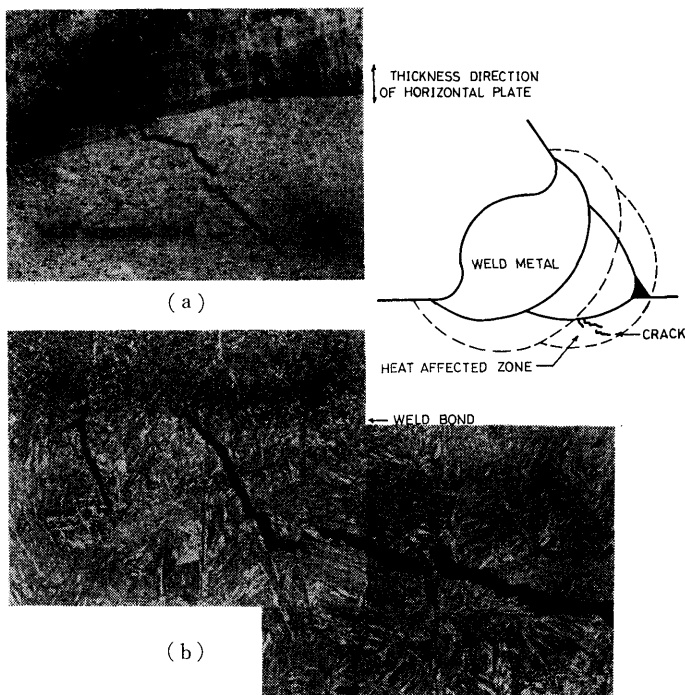
Photo 4 は、U38 鋼および B30 の十字形試験片に生じたルート割れの破面の replication electron fractography の結果である。いずれも rock candy pattern (結晶粒界破壊の典型的パターン) を呈しているが、明らかに表面状況が異なっている。鋼 U38 の場合、破面の着色状況からみて割れ発生温度が比較的高かったことが推察される。

鋼 U38 でみられた HAZ ルート割れとその近傍における成分偏析状況を、electron probe microanalysis により調査したところ、とくに S (いおう) と少量の Mn (マンガン) の存在が認められた。Photo 5 は S と Mn の濃度分布を示したものである。

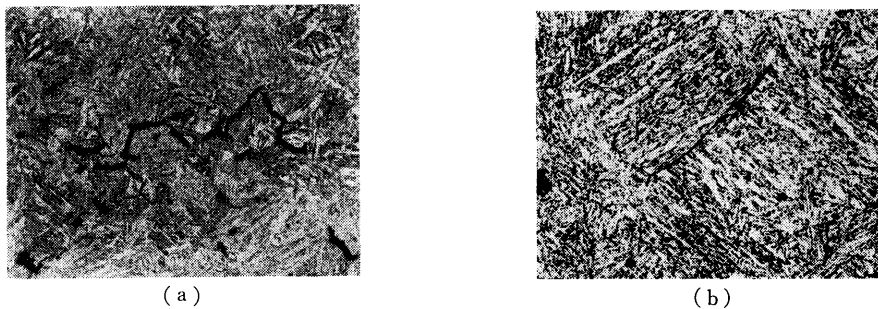
Photo 6 は、鋼 NA20 の拘束なし T 形試験片や、鋼 NB20 の拘束 T 形試験片に多くみられた bond cross crack の代表例である。熱影響部粗粒域における割れの径路は明らかに粒界である。この bond cross crack や、溶接金属割れの多くは、多層溶接部の熱影響部あるいは溶接金属の中で、最終パスにより最高約  $700^{\circ}\text{C}$  に加熱されたと推定される領域にとくに多く発生している。その状況を Photo 6 に付したスケッチ図に示した。



**Photo 5** Distributions of elements in the area containing HAZ root crack developed in cruciform-shaped Specimen of steel U38.  
 (a) Absorbed electron image. (b) X-ray image of sulphur. (c) X-ray image of manganese.



**Photo 6** Bond cross cracks developed in two pass welded tee-shaped Specimen of steel NA20  
 (a)  $\times 38 \times 1/2$  (b)  $\times 300 \times 1/2$



**Photo 7** HAZ microcracks developed in multipass fillet welds of Steel NA20.  
 (a) Cracks in cruciform-shaped specimen ( $\times 300 \times 1/2$ )  
 (b) Cracks in tee-shaped specimen ( $\times 500 \times 1/2$ )

Photo 7 は、鋼 NA20 の場合に多く観察された熱影響部粗粒域におけるマイクロ割れの代表例である。(a) は十字形試験片の場合に観察されたもので、粒界に沿って割れが断続している。また、(b) は T 字形試験片に観察された微細な粒界割れである。

## 5. 考 察

### 5.1. 十字形試験片における HAZ ルート割れの発生温度

鋼 U38 は他の供試鋼にくらべて炭素当量がとくに大きく、また板厚も大きいところから溶接割れが発生しやすいことが予想された。事実、この鋼の場合十字形割れ試験において予熱バス間温度が 100°C で、十分再乾燥した被覆アーク溶接棒を使用してもいろいろな割れが発生し、他の供試鋼にくらべて高い割れ感受性を示した。とくに HAZ ルート割れは、破面のいちじるしい着色、replication electron fractography における特異な rock candy pattern, electron probe micro-analysis における S および Mn の割れ部分への偏折などから判断して、割れの発生部は明らかに liquation crack (凝固点直下の高温において粒界成分が溶融するために起る割れ) に類するもので、それが多層溶接により拡大して photo 2 に示したような割れに発達したものと推察される。

鋼 B30, E30, NA20 および NB20 の十字形試験片の多層溶接部に生じた HAZ ルート割れは、予熱バス間温度が 50°C 以下で、吸湿棒を使用した場合に発生し、予熱バス間温度を 100°C に高めるとともに、乾燥棒を使用することにより完全に防止された。従ってこれらの鋼の場合、割れ発生要因の一つに水素を挙げることができる。さらに、鋼 B30, E30 および NB20 の場合に生じた HAZ ルート割れは破面が無着色であったので、多層溶接終了後に発生した低温割れと推定される。また、鋼 NA20 の場合に生じた HAZ ルート割れの破面は、鋼 U38 の場合とやや異なった色調に着色していたが、割れ破面の着色温度を、高周波加熱した鋼 NB20 の丸棒試験片の着色状況から推定すると 600~800°C であった。従って鋼 NA20 の場合に生じた割れは、前述のように水素が発生要因ではあるが、その発生時期は多層溶接完了前と考えられる。この場合、割れが 600~800°C で発生したか、あるいは前バス溶接完了後から次バス溶接開始までの比較的低温で発生し、次バスの溶接熱で着色したかどうかは明確でない。

### 5.2. 割れ発生に対する後続溶接サイクルの影響

鋼 NA20 および NB20 の T 形割れ試験結果によれば、HAZ ルート割れをはじめとするいろいろな溶接割れは、予熱バス間温度が 50°C 以下の場合あるいは吸湿棒を使用した場合に発生した。また、拘束の厳しい場合を除いて 1 バス溶接後では発見されず、2 バス以上の多層溶接後に発見されたこと、さらに、予熱バス間温度は高いが吸湿棒を使用した場合、あるいは乾燥棒を使用した予熱バス間温度が低い場合は、予熱バス間温度が低くかつ吸湿棒を使用した場合に比べて、バス数を多く溶接しなければ割れを発生しないことが知られた。木原博士ら<sup>3)4)</sup> は、厚鋼板のすみ肉溶接継手に発生する止端割れの主因として、初層側溶接による熱および歪サイクルの重畳を挙げている。鋼 NA20 および鋼 NB20 のすみ肉多層溶接部にみられるいろいろな割れも、後続バスの溶接による熱および歪サイクルと水素、とくに HAZ ルート割れの場合はこれらに加えて開先形状によるルート部への応力集中などの要因が重なって発生したものと考えられる。また HAZ ルート割れは、多層溶接のバス数が比較的少ない時期に発生し、その後バス数が増すにつれて拡大したと思われる。一方、bond cross crack, 熱影響部におけるマイクロ割れおよび溶接金属割れは、それらのほとんどが多層溶接部の溶接金属あるいは熱影響部の中で、最終バスの溶接熱により最高約 700°C に加熱されたと推定される領域にとくに多く発生した。換言すれば、溶接熱サイクルを 1 回しか受けなかった領域にとくに多く発生し、比較的短い時間間隔 (予熱バス間温度 50°C 以下の場合で約 30 分) で 2 回以上溶接熱サイクルを受けた領域にはほとんど発生していないところから、これらの割れは多層溶接終了後の比較的低温で発生したものと推定される。なお、Boniszewski ら<sup>5)</sup> も、多層溶接金属では、前バスの溶接金属が、後続バスの溶接熱を受けることによって生じた細粒域に、マイクロ割れが発生することを報告している。彼等はこのマイクロ割れの原因として、粒界に存在する MnS あるいは Mn silicate の溶融を挙げている。

鋼 NA20 および鋼 NB20 の場合、T 形試験片に生じたいろいろな溶接割れは、光学顕微鏡的性状が十字形試験片に生じた割れときわめて類似のものであった。ただし、鋼 NA20 の場合に生じた HAZ ルート割れの破面の着色状況をみると、十字形試験片では紫色がかかった黒色を呈しているのに対して、T 形試験片では無着色であった。この原因としては、試験片の拘

束の severity の差異による割れ発生温度の違い,あるいは手動溶接(十字形試験片の場合)と自動溶接(T形試験片の場合)における運棒法などの差異による割れ発生部分の温度上昇の程度の違いなどが考えられるが明確ではない。

### 5.3. 割れ発生に対する拘束の影響

溶接割れ発生に対する拘束の影響は,十字形割れ試験では明確でなかった。一方,鋼 NB20 の T 形割れ試験結果によれば,予熱パス間温度が低く,かつ吸湿棒を使用した場合には,拘束が増すと HAZ ルート割れをはじめとするいろいろな割れに対する感受性が増加するが,予熱パス間温度は高いが吸湿棒を使用した場合あるいは乾棒燥を使用した方が予熱パス間温度が低い場合には,拘束が増すとかえって割れ感受性が減少するという特異な傾向がみられた。いずれにしても割れ発生に対する拘束の影響についてはさらに定量的な実験が必要である。

### 5.4. 割れ発生に対する鋼材成分の影響

十字形割れ試験結果においては,各供試鋼の割れ感受性には明らかに差が認められたにもかかわらず,鋼材成分と割れ感受性との関連は不明であった。ただし供試鋼の中でとくに炭素当量が高い鋼 U38 では,他の供試鋼と割れ発生傾向が異なり,熱影響部の結晶粒界成分の溶融に起因すると考えられる高温割れを生じた。従って今後この点をさらに明確にするため供試鋼以外の鋼種についても実験を行ない,割れ発生と鋼材成分の関連を究明しなければならない。

### 5.5. 割れ発生の防止

以上十字形およびT形割れ試験で観察されたいろいろな割れについて考察したが,これらの割れは,予熱,高いパス間温度の維持,被覆アーク溶接棒の使用前における十分な再乾燥などの常識的な施工上の注意によって防止できる。ただし,本研究結果から,とくに開先をとった厚板のすみ肉多層溶接では,予熱不足,パス間温度の低下,被覆アーク溶接棒の再乾燥の不十分など一つでも手抜きがあると割れを生ずる危険があると考えられるので十分注意しなければならない。また,鋼 U38 のように,炭素当量が高く,板厚が大きい鋼では,施工方法に関係なく高温割れを生ずる可能性があるため,成分的に十分考慮した鋼材を製造する必要がある。さらに本研究結果から,多層すみ肉溶接割れの発生には,水素,切欠,拘束などとともに,多層溶接の繰返し溶接サイクルが主要な役割を果していることが明らかとなったので,今後とくに多層溶接を

考慮した割れ試験を行なうことが必要であろう。

なお,本研究で観察されたいろいろな溶接割れの中で,熱影響部に発生したものは,水素が発生要因であるにもかかわらず,粒界割れであるという特異な様相を示した。今後この点を明確にするとともに,割れ発生温度の確認を行ない,割れ発生機構を解明したい。

## 6. 結論

日本で開発された HY80 型 HT70 鋼 8 種類について,十字形およびT形試験片を用いて多層すみ肉溶接部における割れ発生傾向をしらべた結果をまとめると次の結論が得られる。

- (1) 鋼 B30, NA 20 および NB20 の場合,予熱パス間温度が 50°C 以下で,被覆剤が吸温した被覆アーク溶接棒を用いて十字形試験片のすみ肉を多層溶接すると,溶接ルートからの熱影響部割れ,溶接金属割れ, bond cross crack (溶接ボンドあるいは溶接金属から熱影響部を板厚方向に広がる割れ),熱影響部におけるマイクロ割れ,止端割れなどが発生する。
- (2) これらの割れは,予熱パス間温度を 100°C に高めるとともに,被覆アーク溶接棒を 400°C で 1 時間再乾燥して使用すると完全に防止される。
- (3) 供試鋼の中でとくに炭素当量が高く,板厚の大きな鋼 U38 の場合,上記の割れ防止条件で溶接しても前述のいろいろな溶接割れの発生を防止できなかった。
- (4) 割れ破面の着色状況および電子顕微鏡的性状,割れおよびその近傍について行なった electron probe micro analysis の結果などから,溶接ルートからの熱影響部割れは,鋼 U38 の場合は結晶粒界成分の溶融に起因する高温割れ,鋼 B30, E30 および NB20 の場合は水素を要因とする多層溶接完了後の低温割れであると判断される。また鋼 NA20 の場合の割れは,水素を要因とするが,多層溶接完了前に発生したものと推定される。
- (5) 十字形試験片の場合,溶接ルートからの熱影響部割れは,垂直板の角変位がほとんど無拘束の状態と溶接されるすみ肉溶接部 (F1 および F3) にとくに発生しやすい。
- (6) 鋼 NA20 および NB20 の T 形割れ試験の場合,予熱パス間温度が 50°C 以下あるいは被覆剤が吸温した被覆アーク溶接棒を使用した時のいずれかの場合に,十字形試験片に生じたものにマイクロの

性状がきわめて類似した溶接ルートからの熱影響部割れ、溶接金属割れ、bond cross crack などが発生する。

- (7) これらの割れの発生時期は、拘束が厳しい場合を除いて1パス溶接終了後ではなく、2パス以上の多層溶接の間あるいは終了後である。また予熱パス間温度は高いが吸湿した被覆アーク溶接棒を使用した場合、あるいは予熱パス間温度は低いが多層溶接した被覆アーク溶接棒を使用した場合は、予熱パス間温度が低く、かつ吸湿した被覆アーク溶接棒を使用した場合に比べてパス数を多く溶接しなければ割れは発生しない。
- (8) I形開先試験片とK形あるいはレ形開先試験片を比較した場合、溶接ルートからの熱影響部割れはK形あるいはレ形開先試験片に発生しやすい。
- (9) bond cross crack, 溶接金属割れおよび熱影響部におけるマイクロ割れは、多層すみ肉溶接部の中で、最終パスの溶接熱により最高約 700°C に加熱されたと推定される領域にとくに多く発生する。
- (10) 本研究で観察された熱影響部における割れは、いずれも粗粒域では粒界割れの様相を示した。

## 付 記

本研究において、十字形割れ試験の実施に当り、日

本溶接協会 NSA および SIN 委員会 (いずれも木原博委員長) から多大の御援助を受けた。関係会社ならびに委員各位に厚く感謝するしだいである。また実験に終始協力された溶接工作部西川和美、埼玉男両技官ならびに元溶接工作部技官田中正夫氏に心からお礼申し上げる。なお electron probe micro analysis は日本電子株式会社の X線マイクロアナライザを借用して行なった。

## 参 考 文 献

- 1) Masubuchi K. and Martin D.C., "Mechanism of Cracking in HY-80 Steel Weldments," *Welding Journal*, 41 (8), 1962, Research Suppl., pp. 375-s~384-s.
- 2) Rathbone A.M., Connor L.P. and Gross J.H., "Weldability of a High Toughness Alloy Plate Steel with a Minimum Yield Strength of 140 ksi," *Welding Journal*, 43 (12), 1964, Research Suppl., pp. 551-s~563-s.
- 3) 木原博, 松永和介, "厚鋼板の隅肉溶接における微小欠陥の発生機構およびそれに対する施工法の研究" (第1報), 造船協会論文集 108号, 昭和35年, pp. 417~436.
- 4) 同(第2報), 109号, 昭和36年, pp. 337~350.
- 5) Boniszewski T. and Brown E.D., "Fissures in Refined Regions of Multirun Weld Metal," *British Welding Journal*, 13 (6), 1966, pp. 18~32.